

T H E S E S
présentées
A LA FACULTE DES SCIENCES D'ORSAY
UNIVERSITE DE PARIS
—
pour obtenir
LE TITRE DE DOCTEUR DE L'UNIVERSITE
par
REKAR épouse FRITSCH Janja
—
—————

- 1ère Thèse. - Influence des éléments résiduels, chrome nickel,
aluminium et azote sur la trempabilité des aciers
à 0,75 % de carbone du type XC 75.
- 2ème Thèse. - Propositions données par la Faculté.

Soutenues le 12 Juillet 1969 devant la Commission d'examen.

MM. LACOMBE	Président
CIZERON	) Examineurs.
PHILIBERT	



Digitized by the Internet Archive
in 2026

https://archive.org/details/IA41552201_0037

T H E S E S

présentées

A LA FACULTE DES SCIENCES D'ORSAY

UNIVERSITE DE PARIS

pour obtenir

LE TITRE DE DOCTEUR DE L'UNIVERSITE

par

REKAR épouse FRITSCH Janja

1ère Thèse. -

Influence des éléments résiduels, chrome nickel, aluminium et azote sur la trempabilité des aciers à 0,75 % de carbone du type XC 75.

2ème Thèse. -

Propositions données par la Faculté.

Soutenues le 12 Juillet 1969 devant la Commission d'examen.

MM. LACOMBE

Président

CIZERON

PHILIBERT)

Examineurs.



influence de quelques éléments résiduels sur la trempabilité d'aciers à 0,70 % de carbone^(*)

J. Fritsch, G. Murry

Ingénieurs à l'IRSID (Saint-Germain-en-Laye)

Communication présentée aux " Journées Métallurgiques d'Automne 1969 " organisées par la Société Française de Métallurgie.

Le tréfilage des fils durs demande l'exécution, en cours de fabrication, de traitements thermiques conférant à l'acier une structure composée de perlite très fine mélangée à une quantité minimale de ferrite. L'exécution correcte des traitements en fin de laminage ou en cours de tréfilage exige la connaissance de la cinétique de transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ et donc celle de la courbe de transformation de l'acier, qui peut être modifiée entre autres par une variation incontrôlée des éléments résiduels susceptibles d'affecter la trempabilité.

Aussi, a-t-il paru nécessaire de préciser en ce domaine l'influence de faibles quantités des principaux éléments résiduels : chrome, nickel, molybdène, azote et aluminium. On a donc étudié les conditions dans lesquelles se déroulait la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ de 18 aciers préparés en laboratoire et qui avaient les compositions suivantes :

C	voisin de	0,7 %	Cr	variable de	0 à 0,15 %
Mn	»	0,6 %	Ni	»	0 à 0,15 %
Si	»	0,25 %	Mo	»	0 à 0,05 %
P	»	0,02 %	N	»	0 à 0,02 %
S	»	0,02 %	Al	»	0 à 0,05 %

Les résultats obtenus permettent de préciser l'évolution des principales vitesses critiques de refroidissement en fonction de la composition des aciers et de définir des coefficients d'influence des différents éléments.

Des renseignements complémentaires sont donnés, qui concernent les caractéristiques mécaniques après certains refroidissements, les conditions d'austénitisation et de grossissement du grain γ et les structures obtenus après différents traitements isothermes réalisés dans les conditions de la pratique.

Au cours de la fabrication des fils durs, les opérations de tréfilage, qui permettent de transformer le fil machine en produit fini, doivent être précédées ou séparées par des traitements thermiques conférant au métal une structure favorable à sa mise en forme. Il est généralement admis que cette structure doit être composée de perlite très fine mélangée à la quantité minimale de ferrite.

Les traitements thermiques préliminaires sont exécutés, soit directement à la sortie du laminage, dans des installations qui permettent d'imposer au fil machine un cycle thermique convenable, soit après refroidissement à l'aide d'un équipement qui réalise,

(*) Manuscrit reçu le 1^{er} juin 1970.

au passage, l'austénitisation puis le refroidissement contrôlé par immersion du fil dans un bain préchauffé. On effectue alors ce que l'on appelle un patentage, opération qui peut être ultérieurement répétée lorsque l'importance de la réduction de section et, donc, de l'écroutissage, ne permet pas de parvenir directement aux dimensions du produit fini.

Pour déterminer les conditions des traitements thermiques qui conféreront à l'acier la structure la plus favorable, il est nécessaire de connaître la cinétique de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ et donc la courbe de transformation en refroidissement continu de l'acier. Mais pour une même nuance, cette courbe peut être modifiée lorsque la composition du métal est différente du fait d'une variation incontrôlée des teneurs en éléments résiduels. En effet, on ne peut considérer comme négligeable l'action de ces derniers sur la trempabilité d'aciers aussi peu trempants que les aciers au carbone. C'est la raison pour laquelle il a paru nécessaire de préciser l'influence que peuvent avoir dans ce domaine de faibles quantités des éléments suivants : chrome, nickel, molybdène, azote et aluminium, ces deux derniers choisis pour tenter de rendre compte des variations dues aux conditions de calmage.

Les essais ont porté sur de petites coulées de 3 kg réalisées en laboratoire. Toutes ces coulées avaient la même composition de base, à savoir :

C	de l'ordre de	0,7 %
Mn	»	0,6 %
Si	»	0,25 %
S	»	0,02 %
P	»	0,02 %

Elles avaient reçu des additions de chrome (de 0 à 0,15 %), de nickel (de 0 à 0,15 %), de molybdène (0,05 %), d'azote (de 0 à 0,02 %) et d'aluminium (de 0, à 0,05 %). Leurs compositions sont rassemblées dans les *tableaux I et II*. Les lingots usinés en forme de cylindres de 80 mm de diamètre ont été transformés en barres cylindriques de 15 mm de diamètre par extrusion à 1 200°C. Dans ces barres, les éprouvettes ont été prélevées après qu'ait été effectué un revenu d'adoucissement à 600°C.

Les travaux effectués ont permis de préciser les points suivants :

- cinétique de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ en refroidissement continu ;
- propriétés des aciers étudiés après austénitisation et refroidissement dans certaines conditions ;
- cas particulier du patentage ; étude de la cinétique de l'austénitisation et de l'évolution du grain γ et examen des structures obtenues après trempe interrompue par immersion dans un bain de plomb stabilisé à différentes températures.

ÉTUDE DES TRANSFORMATIONS EN REFROIDISSEMENT CONTINU DES DIFFÉRENTS ACIERS

Pour établir les courbes de transformation en refroidissement continu des aciers étudiés, on a utilisé les techniques d'essais suivantes :

- dilatométrie absolue (1) dans le domaine des vitesses de refroidissement pas trop élevées (vitesse moyenne de refroidissement entre 1 000 et 500°C < 15 %) ;
- analyse thermique et magnétique (2) lorsque les vitesses de refroidissement dépassaient la limite supérieure des possibilités du dilatomètre ;
- examen micrographique de toutes les éprouvettes et mesure de leur dureté.

Examen des courbes de transformation.

Les courbes de transformation en refroidissement continu des 18 aciers étudiés ont toutes le même aspect correspondant à celui des aciers au carbone de ce type. Seules sont présentées ici les courbes relatives aux compositions les plus caractéristiques :

acier de base (fig. 1) ;

acier de base + 0,145 % Cr (fig. 2) ;

acier de base + 0,182 % Ni (fig. 3) ;

acier de base + 0,15 % Cr + 0,18 % Ni (fig. 4) ;

acier de base + 0,15 % Cr + 0,185 % Ni
+ 0,047 % Mo (fig. 5) ;

acier de base + 0,024 % Al (fig. 6) ;

acier de base + 0,057 % Al + 0,020 % N₂ (fig. 7).

Une comparaison rapide révèle que les différents domaines conservent des positions et des formes peu différentes à l'exception toutefois du domaine bainitique dont la surface paraît varier dans d'assez fortes proportions.

Pour effectuer un examen plus détaillé de ces diverses courbes, il faut prendre en considération les différentes grandeurs caractéristiques qui permettent de préciser leur forme, à savoir :

- la température des points A_{c3} , A_{c1} et M_s qui délimitent le domaine dans lequel s'inscrit chaque courbe ;
- la valeur des différentes vitesses critiques. Sur de telles courbes, cette valeur est difficile à déterminer puisque la vitesse décroît continuellement au cours d'un même refroidissement. Aussi pour caractériser la courbe de refroidissement, préférons-nous utiliser un critère arbitraire mais aussi pratique qui sera égal au temps écoulé entre le début du refroidissement à 1 000°C et le passage à 500°C ; température située à peu près au milieu

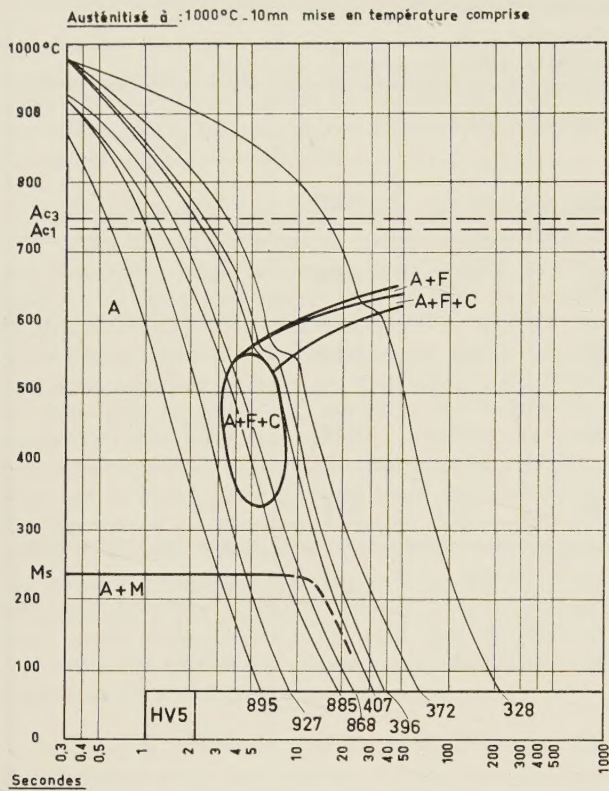
TABLEAU I : Composition des coulées avec Ni, Cr et Mo.

Repère	C	Si	Mn	P (10 ⁻³ %)	S (10 ⁻³ %)	N (10 ⁻³ %)	Cr	Ni	Mo
8-1	0,68	0,27	0,63	24	24	7,7	n.v.	n.v.	—
8-2	0,70	0,26	0,62	24,5	23	8	0,055	n.v.	—
8-3	0,69	0,26	0,59	24	23	6,1	0,095	n.v.	—
8-4	0,685	0,25	0,60	25,5	23	5,8	0,145	n.v.	—
8-5	0,685	0,25	0,59	25,5	23	4,6	0,142	0,070	—
8-6	0,71	0,26	0,58	25	23	4,3	0,14	1,18	—
9-1	0,66	0,27	0,59	24,5	21	5	n.v.	0,066	—
9-2	0,685	0,26	0,60	24,5	24	5,1	n.v.	0,115	—
9-3	0,63	0,26	0,59	24	22	5,1	n.v.	0,182	—
9-4	0,64	0,25	0,58	24,5	22	5,1	0,054	0,18	—
9-5	0,655	0,25	0,59	24,5	23	3,3	0,15	0,18	—
9-6	0,64	0,26	0,56	25	23	3,2	0,15	0,185	0,047

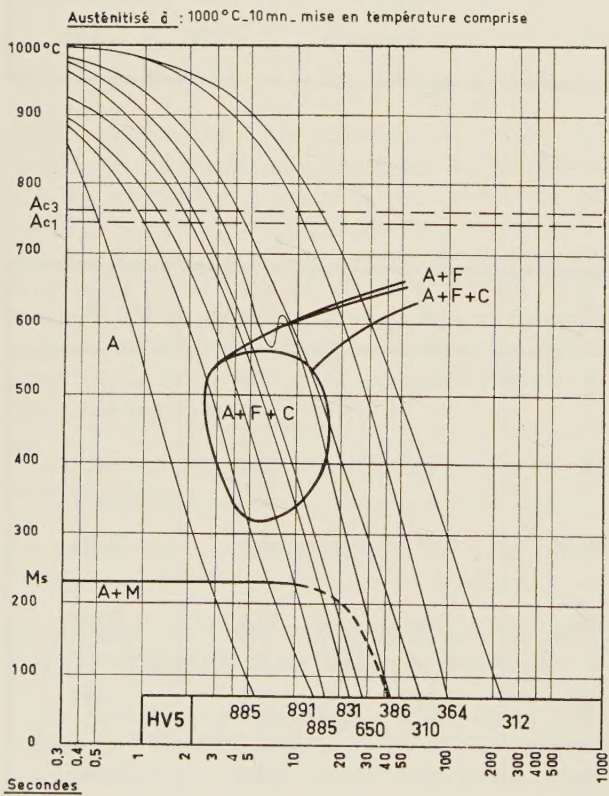
TABLEAU II : Composition des coulées avec N₂ et Al.

Repère	C	Si	Mn	P (10 ⁻³ %)	S (10 ⁻³ %)	N (10 ⁻³ %)	Al
7-1	0,665	0,26	0,60	18	22	7	n.v.
7-2	0,69	0,26	0,60	18	22	6,5	0,024
7-3	0,69	0,25	0,59	19	21	6,8	0,041
7-4	0,69	0,27	0,59	19,5	22	13,8	0,043
7-5	0,665	0,27	0,56	18,5	22	16,9	0,049
7-6	0,675	0,28	0,56	19,5	23	20,3	0,057

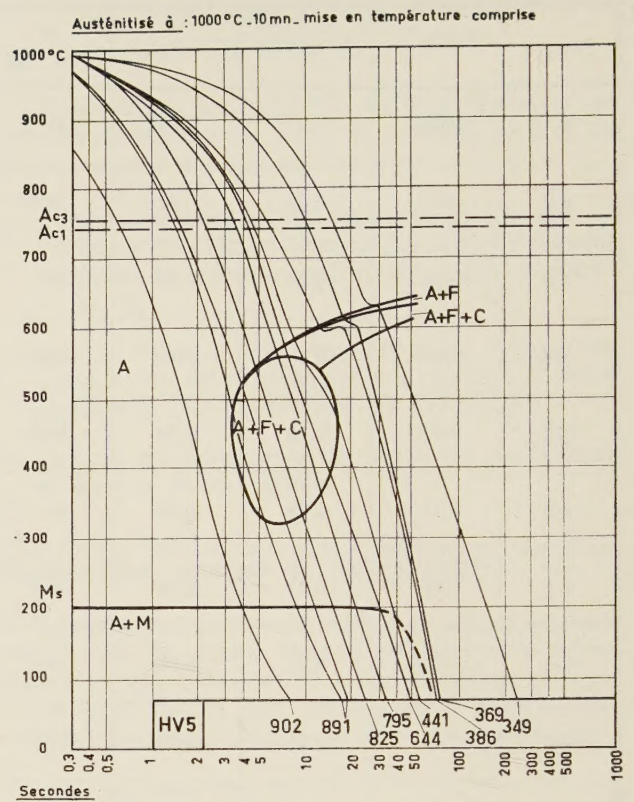
8_1



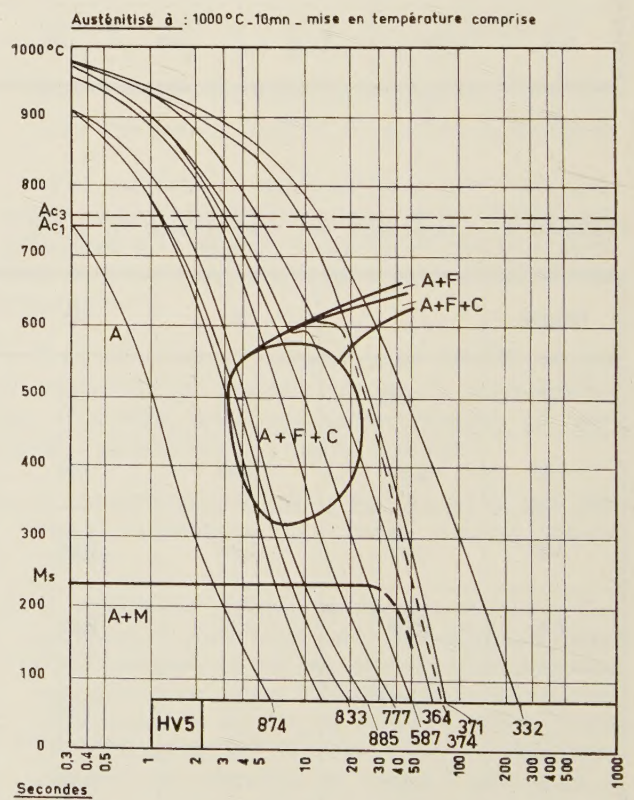
9.3

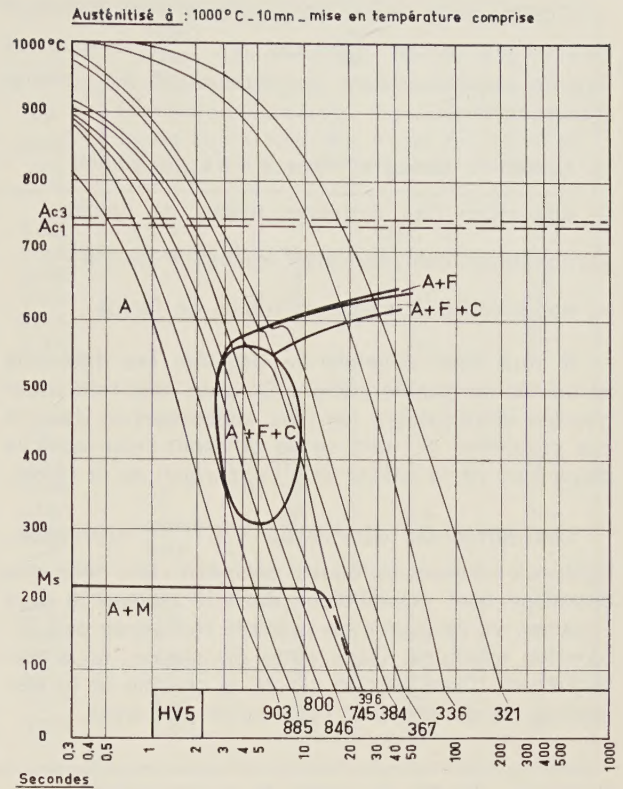
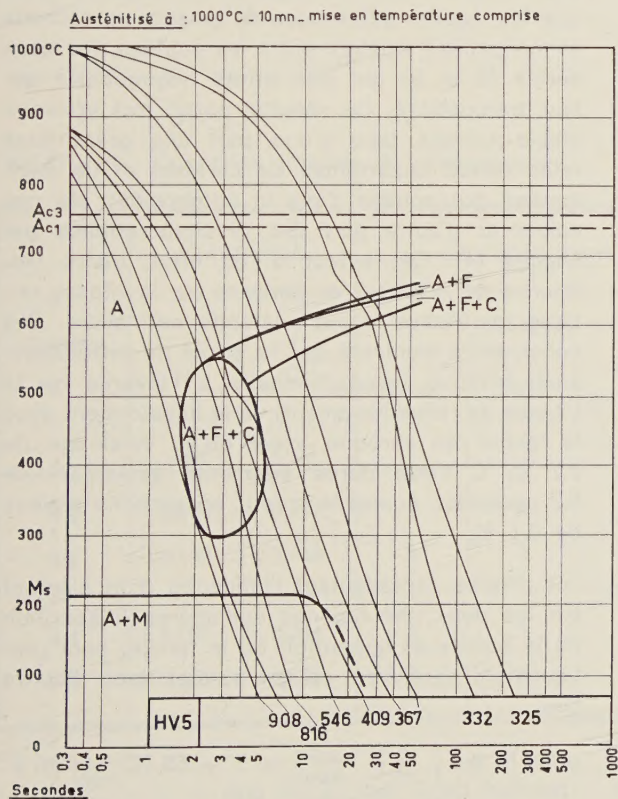
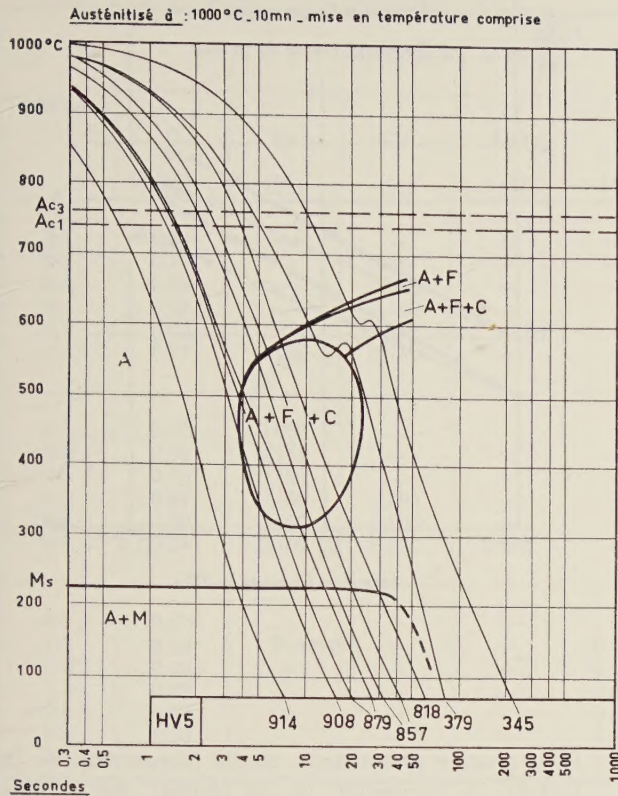


8_4



9.5





de l'intervalle dans lequel se produisent les transformations. Cette grandeur, désignée Δt est inversement proportionnelle à la vitesse moyenne de refroidissement entre 1000 et 500°C.

Niveau des points Ac_1 et Ac_3 .

Pour les 18 coulées les points Ac_1 , d'une part et les points Ac_3 , d'autre part restent très voisins et il n'est pas possible de considérer leurs légères variations comme étant significatives. Ce résultat est d'ailleurs en bon accord avec les deux formules retenues par Andrews (3) dans lesquelles les coefficients pour le nickel, le chrome et le molybdène sont très faibles.

Niveau du point M_s .

Ici encore, les très légères variations de la température du point M_s des différentes coulées ne semblent pas pouvoir être considérées comme significatives. Ce résultat est encore en bon accord avec les différentes formules proposées pour calculer M_s et dans lesquelles les coefficients d'action des divers éléments introduits ici volontairement en très faibles quantités pour modifier la composition chimique des aciers étudiés, n'ont qu'une très faible valeur.

Vitesses critiques.

Comme nous l'avons dit plus haut, nous examinons ici les valeurs prises par $\Delta t \begin{smallmatrix} 1000^{\circ}\text{C} \\ 500^{\circ}\text{C} \end{smallmatrix}$ lorsque les lois de refroidissement correspondront aux phénomènes suivants :

- apparition des premières traces de bainite ;
- disparition des dernières traces de bainite ;
- apparition des premières traces de perlite ;
- apparition des premières traces de ferrite.

Il sera ainsi possible de délimiter les différents domaines de transformation. On peut déjà remarquer que les deux valeurs les plus intéressantes, dans le cas considéré ici, sont celles qui sont relatives à la disparition de la bainite et à l'apparition de la ferrite.

Les différentes valeurs de $\Delta t \begin{smallmatrix} 1000^{\circ}\text{C} \\ 500^{\circ}\text{C} \end{smallmatrix}$ correspondant aux vitesses critiques délimitant les différents domaines sont rassemblées dans le *tableau III* dont l'examen va permettre de préciser l'influence des différentes additions. Dans cette discussion, nous distinguerons d'une part le nickel, le chrome et le molybdène et d'autre part l'aluminium et l'azote.

Action du chrome, du nickel et du molybdène.

Le *tableau III* montre tout d'abord que, dans les limites de composition considérées ici, le nickel, le chrome et le molybdène :

- ne paraissent pas modifier la vitesse critique de trempe martensitique, la limite gauche du domaine bainitique restant donc pratiquement inchangée ;
- ont une action négligeable ou très faible sur les conditions d'apparition des premières traces de perlite. Ceci, ajouté au fait que la température A_{c3} ne varie pratiquement pas signifie que la limite supérieure du domaine de formation de la perlite reste à peu près la même pour les coulées étudiées ;
- diminuent sensiblement les vitesses critiques auxquelles disparaît la bainite et apparaît la ferrite.

Ce dernier point mérite d'être examiné plus en détail. Si on représente en fonction des teneurs en Cr et Ni, les variations de la durée du refroidissement entre 1000 et 500°C correspondant aux vitesses critiques pour lesquelles :

- disparaissent les dernières traces de bainite,
- apparaissent les premières traces de ferrite,

on constate (fig. 8) que les points représentatifs semblent s'aligner dans le domaine de composition considéré. Le graphique obtenu permet alors de faire les remarques suivantes :

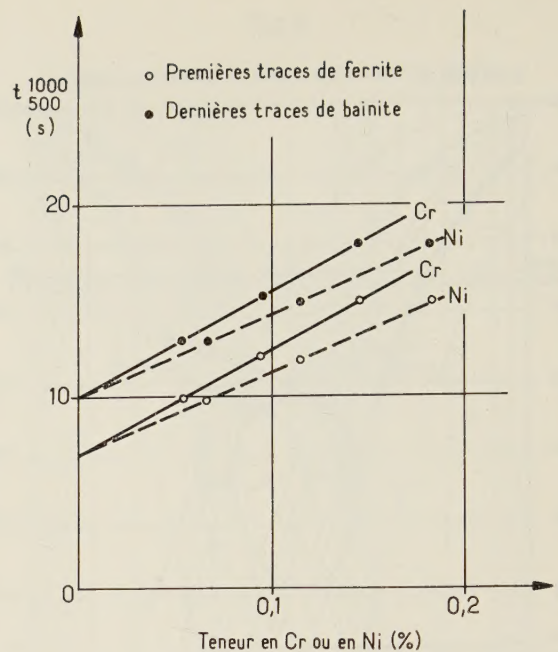


Figure 8.

- Pour chaque phénomène étudié (disparition de la bainite ou apparition de la ferrite), les droites représentatives de l'influence du nickel et du chrome convergent en un même point de l'axe des ordonnées. Ce point caractérise donc le comportement de l'acier de base et ce résultat montre que les légères différences de teneurs en carbone et manganèse existant entre les coulées des deux séries (8 et 9) ont des effets négligeables sur leur trempabilité. Ce résultat paraît fort vraisemblable compte tenu d'une part des proportions relativement importantes de carbone et de manganèse qui entrent dans la composition de ces aciers et d'autre part des résultats publiés par Digges (4). Cet auteur a, en effet, décrit l'influence de la teneur en carbone sur la vitesse critique de trempe d'une austénite non alliée. Ses conclusions montrent que la durée de refroidissement critique (proportionnelle à l'inverse de la vitesse de refroidissement) varie linéairement avec la teneur en carbone, mais qu'au voisinage de 0,7 % C cette durée augmente seulement de 0,2 secondes quand la teneur en carbone s'élève de 0,1 %.
- Les droites représentant l'influence d'un élément sur les deux phénomènes considérés (disparition de la bainite et apparition de la ferrite) sont pratiquement parallèles, ce qui permet donc d'écrire que :

$$\text{pour la dis-} \left\{ \begin{array}{l} \Delta t \begin{smallmatrix} 1000^{\circ}\text{C} \\ 500^{\circ}\text{C} \end{smallmatrix} = 7 + 55 (\text{Cr } \%) \text{ en s.} \\ \text{parition de} \\ \text{la bainite} \end{array} \right. \Delta t \begin{smallmatrix} 1000^{\circ}\text{C} \\ 500^{\circ}\text{C} \end{smallmatrix} = 7 + 45 (\text{Ni } \%) \text{ en s.}$$

TABLEAU III : Conditions critiques de refroidissement.

Référence	Composition chimique						$\Delta t \begin{smallmatrix} 1\,000^{\circ}\text{C} \\ 500^{\circ}\text{C} \end{smallmatrix} \text{ (s)}$			
	C (%)	Ni (%)	Cr (%)	Mo (%)	Al total (%)	N total (%)	Premières traces de bainite	Dernières traces de bainite	Premières traces de perlite	Premières traces de ferrite
8-1	0,68	—	—	—	—	0,008	2,5 à 3	7	4,5 à 5,5	10
8-2	0,70	—	0,054	—	—	0,008	»	10	»	13
8-3	0,69	—	0,095	—	—	0,006	»	12	»	15
8-4	0,69	—	0,145	—	—	0,006	»	15	»	18
8-5	0,69	0,070	0,142	—	—	0,005	»	17	»	20
8-6	0,71	0,180	0,140	—	—	0,004	»	23	»	25
9-1	0,66	0,066	—	—	—	0,005	2 à 3	10	3,5 à 4,5	13
9-2	0,69	0,115	—	—	—	0,005	»	12	»	15
9-3	0,63	0,182	—	—	—	0,005	»	15	»	18
9-4	0,64	0,180	0,054	—	—	0,005	»	18	»	21
9-5	0,66	0,180	0,150	—	—	0,003	»	23	5,5	26
9-6	0,64	0,185	0,150	0,048	—	0,003	»	25	6,5	28
7-1	0,67	—	—	—	0	0,007	2,5	11	5	10
7-2	0,69	—	—	—	0,024	0,007	2	9	3,5	9
7-3	0,69	—	—	—	0,041	0,007	1,5	8	3,5	8
7-4	0,69	—	—	—	0,043	0,014	1,5	7	2,5	7
7-5	0,67	—	—	—	0,049	0,017	1,5	6	2,5	7
7-6	0,68	—	—	—	0,057	0,020	1,5	4,5	2,5	6

TABLEAU IV : Conditions critiques de refroidissement.

Repère	Composition		Dernières traces de bainite				Premières traces de ferrite			
	Ni (%)	Cr (%)	Prévisions			Résultats	Prévisions			Résultats
			Effet Ni (s)	Effet Cr (s)	$\Delta t \begin{smallmatrix} 1\,000^{\circ}\text{C} \\ 500^{\circ}\text{C} \end{smallmatrix}$ (s) (1)	$\Delta t \begin{smallmatrix} 1\,000^{\circ}\text{C} \\ 500^{\circ}\text{C} \end{smallmatrix}$ (s)	Effet Ni (s)	Effet Cr (s)	$\Delta t \begin{smallmatrix} 1\,000^{\circ}\text{C} \\ 500^{\circ}\text{C} \end{smallmatrix}$ (s) (2)	$\Delta t \begin{smallmatrix} 1\,000^{\circ}\text{C} \\ 500^{\circ}\text{C} \end{smallmatrix}$ (s)
8-6	0,070	0,142	3	8	18	17	3	8	21	20
8-5	0,180	0,140	8	8	23	23	8	8	26	25
9-4	0,180	0,054	8	3	18	18	8	3	21	21
9-5	0,180	0,150	8	8	23	23	8	8	26	26

$$(1) \Delta t \begin{smallmatrix} 1\,000 \\ 500 \end{smallmatrix} = 7 + \text{effet Ni} + \text{effet Cr.}$$

$$(2) \Delta t \begin{smallmatrix} 1\,000 \\ 500 \end{smallmatrix} = 10 + \text{effet Ni} + \text{effet Cr.}$$

pour l'apparition de la ferrite $\left\{ \begin{array}{l} \Delta t \begin{smallmatrix} 1000^{\circ}\text{C} \\ 500^{\circ}\text{C} \end{smallmatrix} = 10 + 55 (\text{Cr } \%) \text{ en s.} \\ \Delta t \begin{smallmatrix} 1000^{\circ}\text{C} \\ 500^{\circ}\text{C} \end{smallmatrix} = 10 + 45 (\text{Ni } \%) \text{ en s.} \end{array} \right.$

ceci étant valable, bien entendu, pour la composition de base considérée (C = 0,7 % — Mn = 0,6 % — Si = 0,25 %) et à la condition que la teneur en nickel ou en chrome ne dépasse pas 0,2 %.

- Si, pour les alliages contenant à la fois du chrome et du nickel, on détermine l'influence de chacun de ces éléments à l'aide des formules proposées plus haut et on admet que ces effets sont simplement additifs, on constate que les prévisions ainsi réalisées sont pratiquement identiques aux résultats expérimentaux, ce qui, dans le domaine des compositions considéré, vérifie nos hypothèses et permet d'écrire :

- pour la disparition de la bainite :

$$\Delta t \begin{smallmatrix} 1000^{\circ}\text{C} \\ 500^{\circ}\text{C} \end{smallmatrix} = 7 + 55 (\text{Cr } \%) + 45 (\text{Ni } \%) \text{ en s.}$$

- pour l'apparition de la ferrite :

$$\Delta t \begin{smallmatrix} 1000^{\circ}\text{C} \\ 500^{\circ}\text{C} \end{smallmatrix} = 10 + 55 (\text{Cr } \%) / 45 (\text{Ni } \%) \text{ en s.}$$

Ceci pour la composition de base considérée (C = 0,7 % — Mn = 0,6 % — Si = 0,25 %) et lorsque les teneurs en nickel et en chrome ne dépassent pas chacune 0,2 %).

- L'influence du molybdène apparaît lorsque l'on compare les résultats relatifs aux coulées 9-5 et 9-6. Cet élément augmente la trempabilité mais son effet ne peut être chiffré valablement. On peut tout au plus écrire que le coefficient du molybdène, si l'effet de ce dernier est proportionnel à la quantité présente, serait voisin de 40 dans le domaine des basses teneurs.

L'ensemble de ces résultats montre que les variations de trempabilité qui affectent le métal de base étudié ici lorsqu'on lui ajoute moins de 0,2 % de nickel et de chrome et au maximum 0,05 % de molybdène se traduisent surtout par une évolution de la largeur du domaine bainitique due au déplacement de sa limite droite. La vitesse critique d'apparition de la bainite ou celle de la perlite sont pratiquement inchangées tandis que celle relative à la formation des premières traces de ferrite suit une évolution parallèle à celle correspondant à la disparition des dernières traces de bainite : toutes deux diminuent lorsque la teneur en élément d'addition croît.

Action de l'aluminium et de l'azote.

L'examen des résultats relatifs aux coulées portant des repères compris entre 7-1 et 7-6 semble montrer que les diverses vitesses critiques augmentent, c'est-à-dire que la trempabilité de l'acier de base diminue quand on lui ajoute de l'azote et de

l'aluminium. En fait, cette constatation doit être faite en tenant compte des possibilités de formation du nitrure d'aluminium. En effet, si la coulée 7-1 peut contenir de l'azote libre les compositions des autres coulées sont telles que pratiquement tout l'azote peut être fixé sous forme de nitrure d'aluminium. Dès lors on peut dire que lorsque l'on passe de la coulée 7-2 à la coulée 7-6 en ajoutant de l'azote ou de l'aluminium, on assiste en réalité à une augmentation de la quantité de nitrure d'aluminium présent dans l'acier, nitrure dont la mise en solution est très incomplète dans les conditions d'austénitisation adoptées ici. Son action pourra dès lors se faire sentir sur la vitesse de grossissement du grain austénitique et, par ce biais, sur la trempabilité. Les résultats des mesures de la grosseur du grain γ des éprouvettes ayant été utilisées pour l'étude de la cinétique de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$, résultats qui sont rassemblés dans le tableau V, confirment bien cette hypothèse.

TABLEAU V.

Repère	Grosseur de grain austénitique (Indice AFNOR)	Quantité maximale de NAl pouvant se former (%)
7-1	4/5	0
7-2	5/6	0,020
7-3	6	0,020
7-4	6/7	0,041
7-5	7	0,050
7-6	8/9	0,059

On voit en effet que la grosseur du grain austénitique décroît lorsqu'augmente la quantité de nitrure d'aluminium susceptible de se former. Dans ces conditions, on peut considérer que la diminution générale de trempabilité, qui accompagne les additions d'azote et d'aluminium est, dans une très large mesure, due à cet affinement du grain austénitique. Si, à titre individuel, ces deux éléments peuvent avoir une influence sur la forme des courbes de transformation, il faut constater que cet effet semble être, ici, imperceptible.

Si on analyse, comme précédemment, les variations des durées de refroidissement entre 1 000 et 500°C correspondant aux vitesses critiques pour lesquelles :

- disparaissent les dernières traces de bainite,
- apparaissent les premières traces de ferrite et ceci en fonction de la teneur théorique maximale en nitrure d'aluminium.

on peut tracer le graphique de la figure 9.

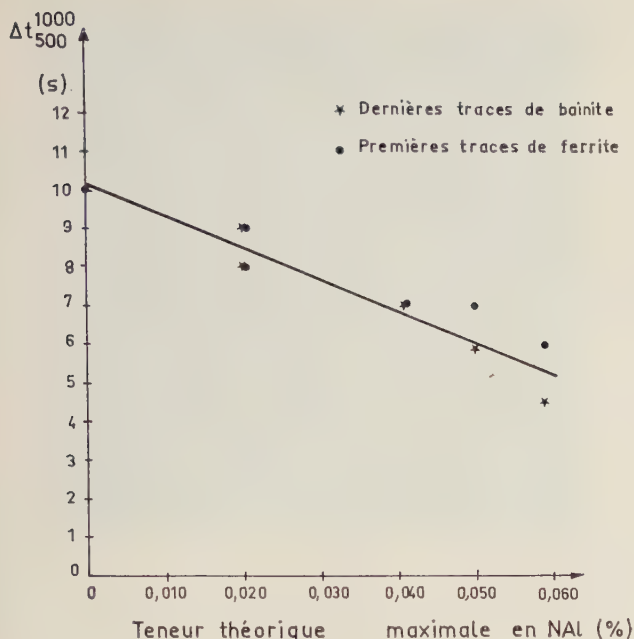


Figure 9.

On constate alors que tous les points semblent s'aligner, ce qui permet d'écrire que le coefficient d'influence du nitrure d'aluminium sur les deux critères considérés est voisin de — 80 secondes pour 1 % de NAL dans le domaine de composition considéré ici ($Al \leq 0,06 \%$, $N_2 \leq 0,02 \%$).

Structures obtenues.

L'examen au microscope optique de la structure des diverses éprouvettes d'une même nuance révèle, après attaque au nital, comment apparaissent les différents constituants lorsque varient les conditions de refroidissement. C'est ainsi que pour la coulée de base (rep. 8-1), la figure 10 montre l'aspect :

- d'une martensite pure (dureté HV = 927) ;
- d'un mélange de bainite et de troostite ne contenant d'ailleurs que quelques traces de bainite (dureté HV = 407) ;
- d'un mélange de troostite et de perlite plus grossière (avec quelques traces de ferrite) (dureté HV = 372) ;
- d'un mélange de ferrite de troostite et de perlite plus grossière (dureté HV = 328).

Mais cet examen peut aussi permettre de mettre en évidence d'une manière spectaculaire les différences de trempabilité qui existent entre les coulées étudiées, ceci à condition de comparer les échantillons ayant subi le même refroidissement. C'est ainsi que :

- la figure 11 montre l'action du chrome ajouté à la coulée 8-1 pour donner la coulée 8-4. On passe d'une structure ferrito-perlitique à un mélange de troostite, de bainite et de martensite ;
- la figure 12 met en évidence l'effet de l'addition de molybdène (coulée 9-6) à une coulée au Ni-Cr (coulée 9-5). On voit croître la proportion de martensite et décroître celle de troostite ;
- enfin, la figure 13 relative aux aciers contenant des additions d'azote et d'aluminium montre l'évolution de la structure lorsque les teneurs en ces deux éléments croissent. On constate que, dans ces conditions, la grosseur de grain diminue mais que cette évolution est accompagnée de la disparition de la martensite, ce qui traduit la baisse de la trempabilité.

Par contre, si l'on examine au microscope optique les structures des différentes coulées ayant subi un même refroidissement provoquant la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ dans le domaine supérieur, on distingue peu de différences en fonction de leur trempabilité, et d'autant moins qu'on se rapproche plus des conditions de traitement conférant au métal la structure désirée pour le rendre apte au tréfilage.

CARACTÉRISTIQUES MÉCANIQUES APRÈS REFROIDISSEMENT

Afin de préciser l'influence des conditions de refroidissement sur les propriétés mécaniques des structures ferrito-perlitiques, on a soumis des micro-éprouvettes de traction, provenant des coulées de compositions chimiques extrêmes, à des traitements thermiques identiques à ceux subis par les éprouvettes dilatométriques lors de l'étude de la cinétique de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$.

Les micro-éprouvettes de traction ont été prélevées dans les coulées les plus caractéristiques, c'est-à-dire :

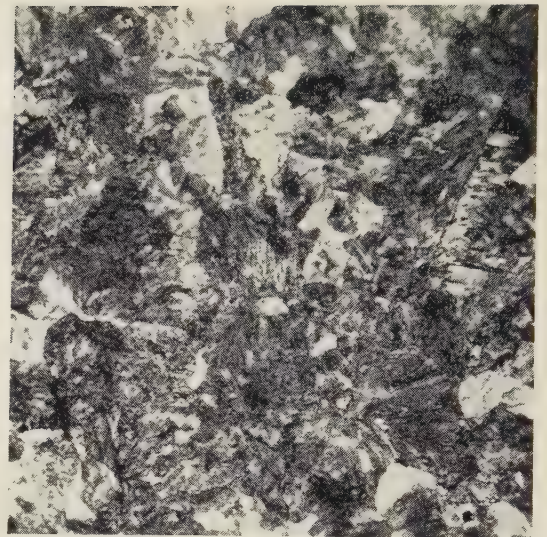
- coulée 8-1 métal de base
- coulée 8-4 métal de base + 0,145 % Cr
- coulée 9-3 métal de base + 0,182 % Ni
- coulée 9-5 métal de base + 0,150 % Cr + 0,180 % Ni
- coulée 7-2 métal de base + 0,024 % Al
- coulée 7-6 métal de base + 0,057 % Al + 0,012 % N_2 .

Ces éprouvettes ont été traitées dans l'équipage du dilatomètre au cours des cycles thermiques comprenant :

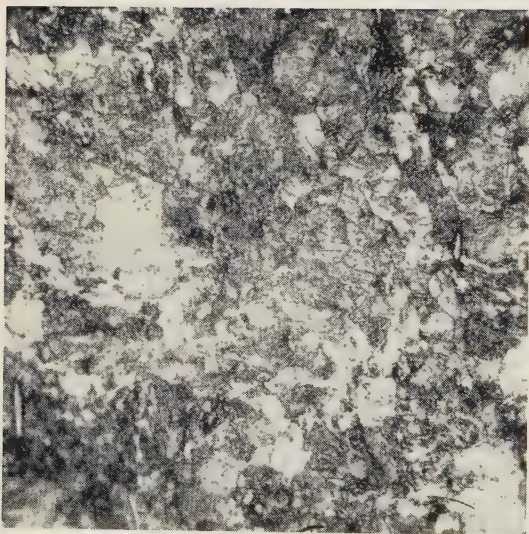
- une austénitisation de 5 mn à 1 000°C ;
- trois lois de refroidissement différentes,



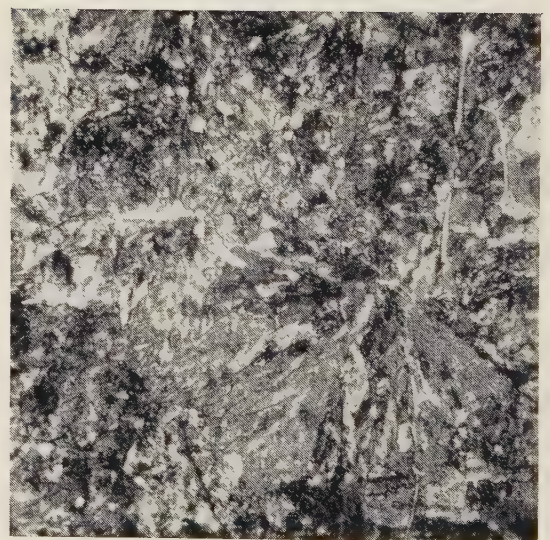
HV = 927



HV = 407

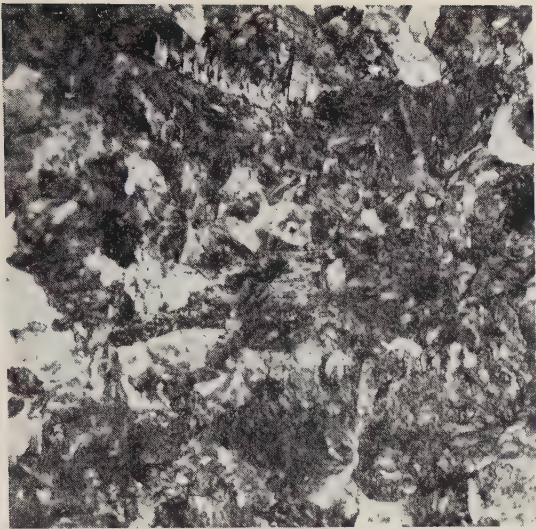


HV = 372

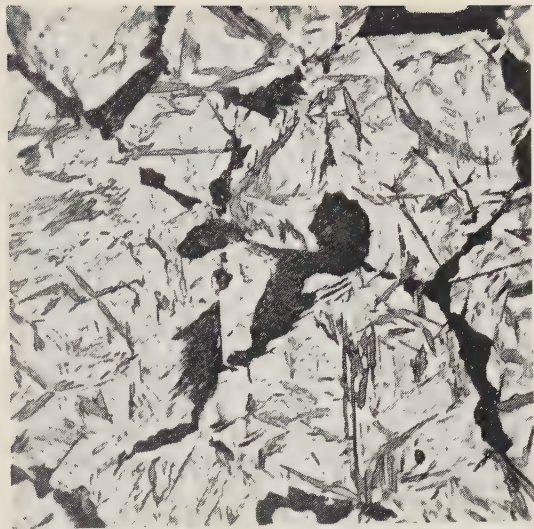


HV = 328

Figure 10. — Coulée 8-1 (référence) après 1 000°C (10 mn), refroidissements divers.



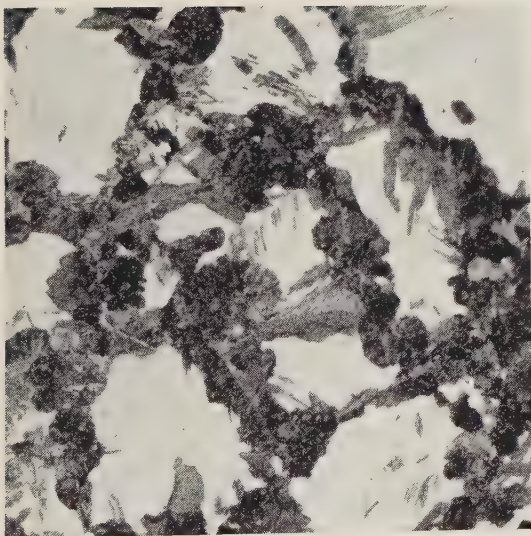
Coulée 8-1. HV : 407.



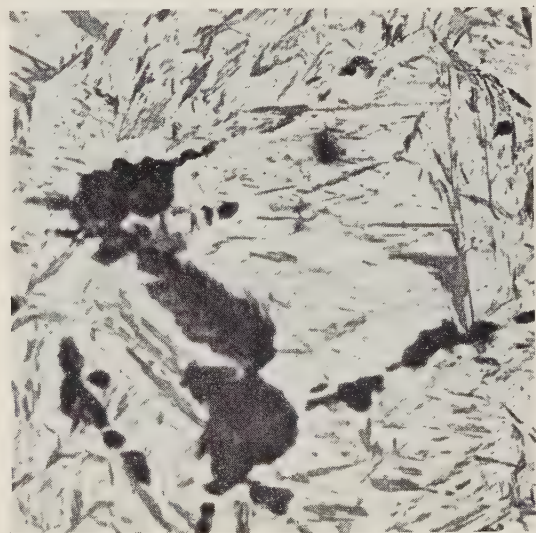
Coulée 8-4 : identique à la coulée 8-1 + 0,145 % Cr.
HV = 825.

Figure 11. — Structures obtenues après 1 000°C (10 mn), refroidissement à l'eau.

× 650



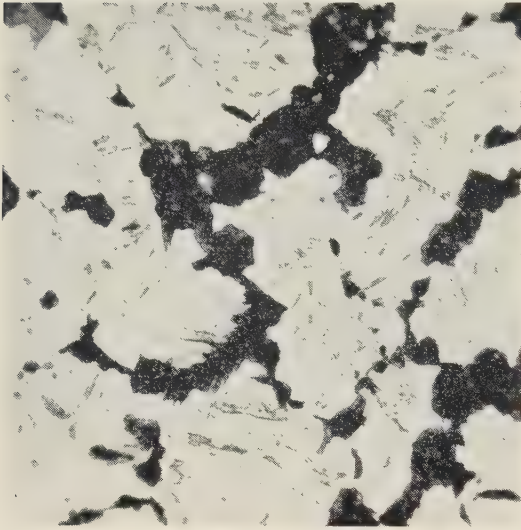
Coulée 9-5. HV : 587.



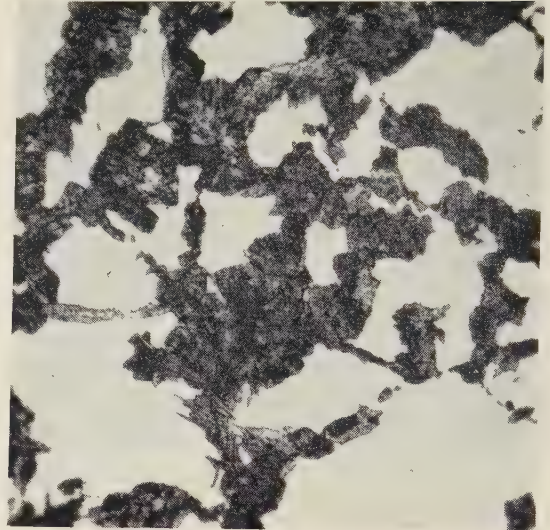
Coulée 9-6 : identique à la coulée 9-5 + 0,047 % Mo.
HV = 857.

Figure 12. — Structures obtenues après 1 000°C (10 mn), refroidissement à l'eau.

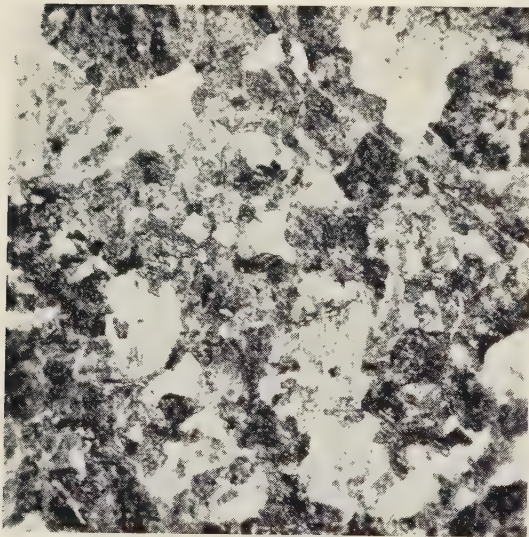
× 650



Coulée 7-3 : N = $6,8 \cdot 10^{-3}$ % ; Al = $41 \cdot 10^{-3}$ %
HV = 685.



Coulée 7-4 : N = $13,8 \cdot 10^{-3}$ % ; Al = $43 \cdot 10^{-3}$ %
HV = 595.



Coulée 7-6 : N = $20,3 \cdot 10^{-3}$ % ; Al = $57 \cdot 10^{-3}$ %
HV = 409.

permettant généralement de réaliser la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ dans le domaine supérieur. Ce résultat a été obtenu en plongeant le tube de silice qui contenait l'éprouvette dans l'huile, dans un courant d'air contrôlé ou en le laissant refroidir à l'air calme. Les lois de refroidissement réalisées ainsi sont reportées sur la figure 14.

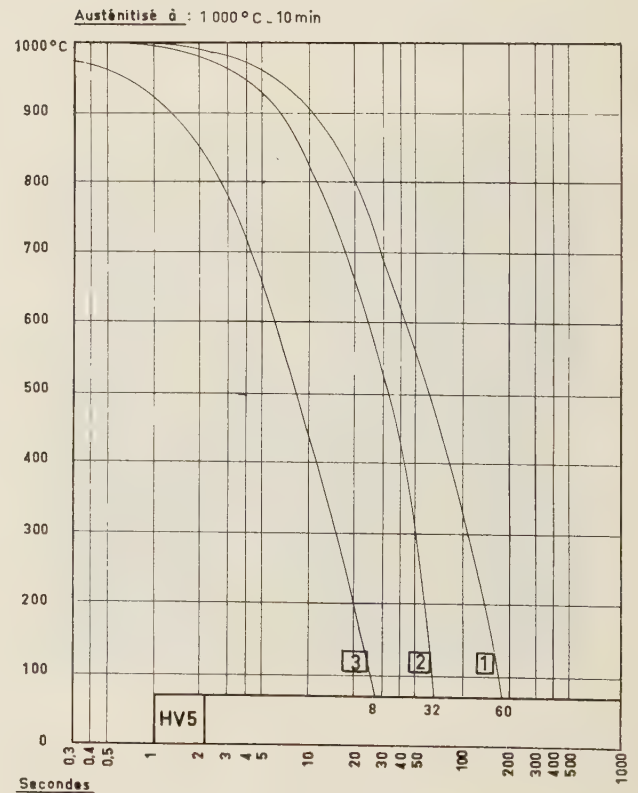


Figure 14. — Lois de refroidissement d'une éprouvette de microtraction ayant subi les traitements suivants :

1. air libre ; 2. air soufflé 0,5 kg ; 3. huile.

TABLEAU VI : Caractéristiques mécaniques.

Repère	Composition (%)					Caractéristiques après trempe					
						Air calme (*)		Air soufflé (*)		Huile (*)	
	C moyen	Cr	Ni	Al total	N total	R (hbar)	A (%)	R (hbar)	A (%)	R (hbar)	A (%)
8-1	0,69	—	—	—	0,008	112,6	15,9	117,3	13,5	126,7	12,0
8-4	0,69	0,145	—	—	0,006	116,8	16,2	121,1	13,8	140,8	8,3
9-3	0,65	—	0,182	—	0,005	110,7 (115,1)	17,2	114,7 (119,1)	15,2	120,0 (124,4)	13,1
9-5	0,65	0,150	0,180	—	0,003	111,5 (115,9)	17,3	116,0 (120,4)	15,5	139,7 (144,1)	7,3
7-2	0,68	—	—	0,024	0,007	108,7 (109,9)	17,3	113,6 (114,7)	15,9	118,3 (119,4)	15,5
7-6	0,68	—	—	0,057	0,020	98,6 (99,7)	21,2	102,9 (104)	19,7	107,0 (108,1)	17,6

(*) Valeurs corrigées correspondant à une teneur en carbone égale à 0,69 %.

TABLEAU VII :

Teneur en C (%)	Résistance à la traction à l'état brut de laminage d'aciers à 0,6 % Mn (d'après Webster) (5) (hbar)
0,05	35
0,16	42
0,28	49
0,38	56
0,45	63
0,51	70
0,57	77
0,64	84

Les valeurs des caractéristiques de traction déterminées au cours des essais effectués sur une machine IRSID - T 60 sont rassemblées dans le tableau VI.

A l'examen de ce tableau, on constate tout d'abord que la résistance augmente et que l'allongement à la

rupture diminue lorsque la trempe devient plus énergétique — ce qui est normal — mais aussi que les coulées 9-3 et 9-5 ont une résistance inférieure à celle de la coulée 8-1 qui ne contient aucun élément d'alliage susceptible d'augmenter sa trempabilité. Les résultats anormaux peuvent s'expliquer si l'on note que les coulées de la série 9 ont une teneur moyenne en carbone égale à 0,65 % alors que celle des coulées de la série 8 s'élève à 0,69 %. Des résultats dus à Webster (5) permettent en effet de constater que la charge à la rupture d'aciers à 0,6 % de manganèse augmente assez fortement avec leur teneur en carbone, comme le montre le tableau VII. Dans le domaine qui nous intéresse ici ($C \sim 0,65\%$), on note que les variations ΔR de résistance sont liées aux écarts $\Delta C\%$ de teneur en carbone qui les provoquent par l'équation :

$$\Delta R \text{ (hbar)} = 110 \Delta C \text{ (\%)}$$

Dès lors, pour pouvoir comparer les résistances des différentes coulées, il est nécessaire de corriger les résultats des essais pour tenir compte des différences de teneurs en carbone, ce qui conduit à majorer les résistances des coulées de la série 9 (0,65 % C) de 4,4 hbar et celles de la série 7 de 1,1 hbar, pour les rendre comparables à celles de la série 8. Ces valeurs sont reportées entre parenthèses dans le tableau VI.

Les corrections permettent de retrouver une évolution normale de la résistance qui, pour un mode

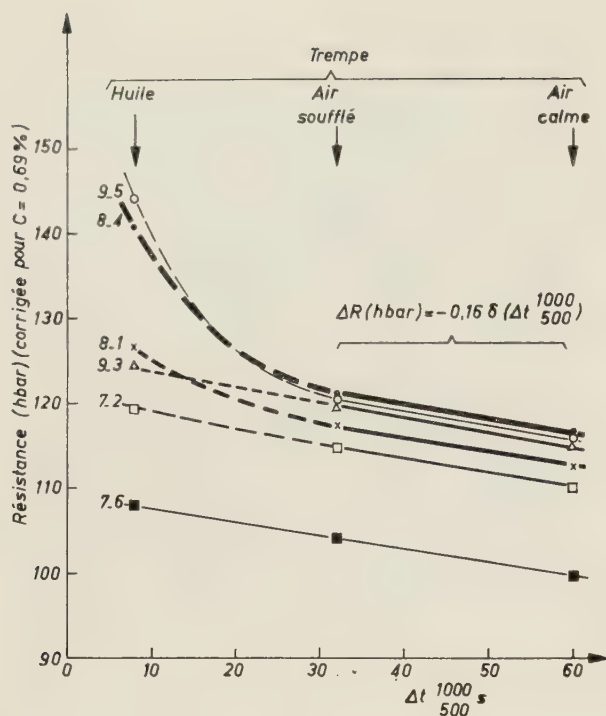


Figure 15.

de refroidissement déterminé, croît ou décroît lorsque la trempabilité est augmentée ou diminuée, la teneur en carbone restant constante.

Si, pour examiner avec plus de précision les résultats des essais de traction, on trace les courbes représentant les variations de la résistance en fonction de $\Delta t \frac{1000^\circ\text{C}}{500^\circ\text{C}}$, on obtient le graphique reporté sur la figure 15. Il est alors intéressant de l'examiner après avoir confronté les courbes de refroidissement des éprouvettes avec les courbes de transformation en refroidissement continu. On constate en effet sur ce graphique que les points figuratifs correspondant à une même coulée s'alignent tant que le métal conserve une structure ferrito-perlitique. Quand la trempabilité de l'acier est telle que la trempe à l'huile de l'éprouvette conduit à la formation d'une certaine quantité de bainite, la résistance croît beaucoup plus rapidement. De plus, pour les structures ferrito-perlitiques les droites relatives aux diverses compositions paraissent parallèles, ce qui permet alors d'écrire que l'augmentation de résistance ΔR due à l'accélération du refroidissement est liée à la variation de $\Delta t \frac{1000^\circ\text{C}}{500^\circ\text{C}}$ de la durée de ce dernier entre 1000 et 500°C par une formule approximative qui s'écrit :

$$\Delta R(hbar) = 0,16 \delta (\Delta t \frac{1000^\circ\text{C}}{500^\circ\text{C}})s.$$

Dès lors, il est intéressant de considérer l'évolution de la résistance des aciers étudiés, en fonction

de leur trempabilité et pour des conditions de refroidissements identiques dans la limite où elles ne conduisent qu'à des structures ferrito-perlitiques. Pour caractériser la trempabilité des différentes coulées, on peut utiliser les résultats précédents et, prenant comme référence le métal de base (8-1), utiliser des indices calculés à l'aide des coefficients d'influence des différents éléments d'alliages, c'est-à-dire avec la formule :

$$\text{indice de variation de la trempabilité} = 55 (\% \text{ Cr}) + 45 (\% \text{ Ni}) - 80 (\% \text{ NAl})$$

En effet, on a vérifié que ces coefficients convenaient pour traduire l'évolution des conditions de disparition des premières traces de ferrite, phénomènes qui sont ici les principaux facteurs d'évolution de la résistance. On peut alors tracer les courbes reportées sur la figure 16 et on constate que, lorsque la trempabilité des aciers étudiés augmente, leur résistance, pour des conditions de refroidissement identiques, croît puis tend vers un palier. Par contre, il existe un écart presque constant entre les courbes relatives aux différents modes de trempe.

L'examen des micrographies rassemblées sur la figure 17, lesquelles sont relatives aux éprouvettes refroidies dans un courant d'air, permet de constater que l'augmentation de la résistance à la traction, à conditions de refroidissement constantes, doit pouvoir être attribuée surtout à la disparition de la perlite lamellaire, car la teneur en ferrite libre varie peu d'une éprouvette à l'autre. D'autre part, l'examen des micrographies présentées sur la figure 18 nous permet de comparer les structures obtenues avec deux éprouvettes du métal le plus trempant, l'une

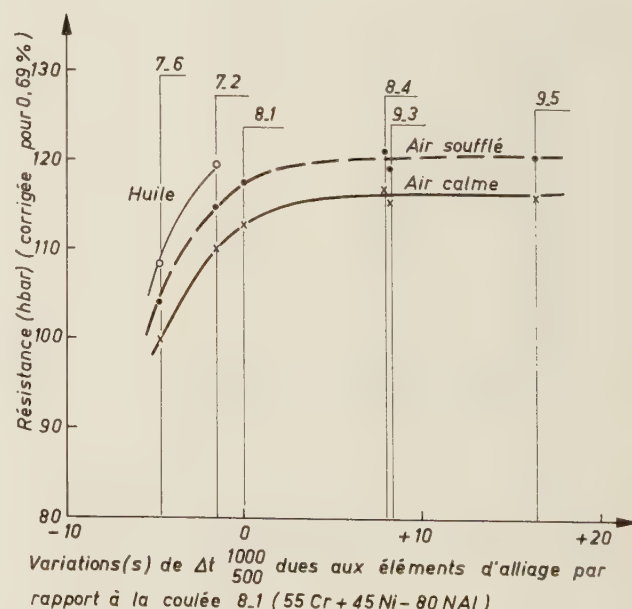
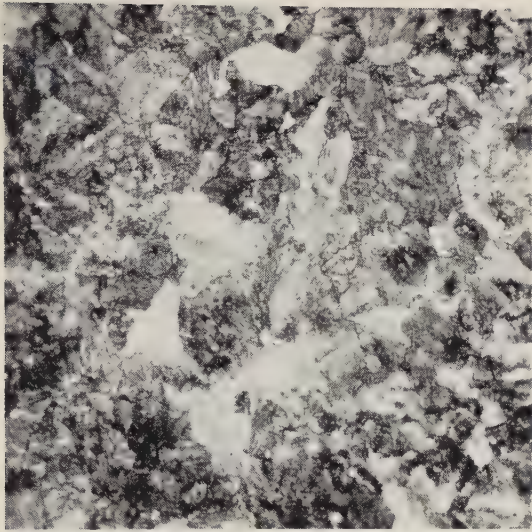
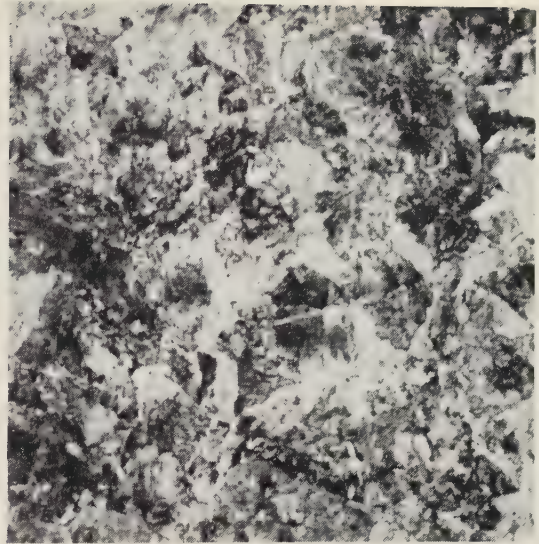


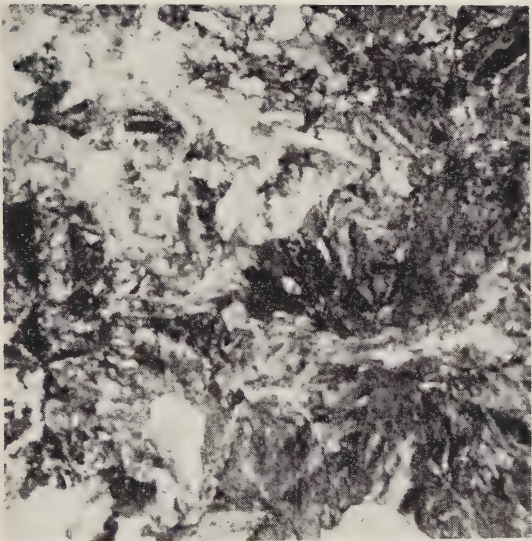
Figure 16.



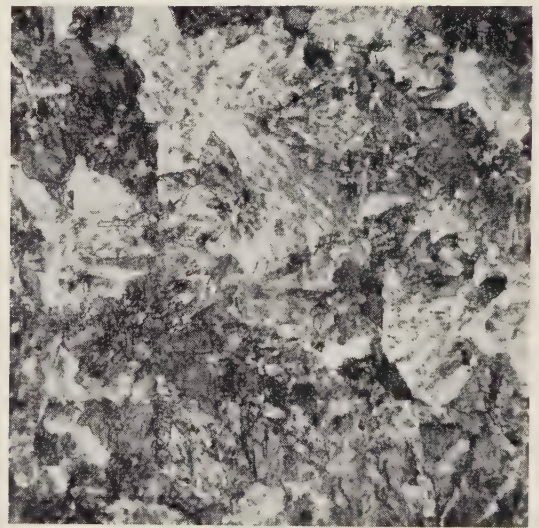
Coulée 7-6. HV = 332.



Coulée 7-2. HV = 336.



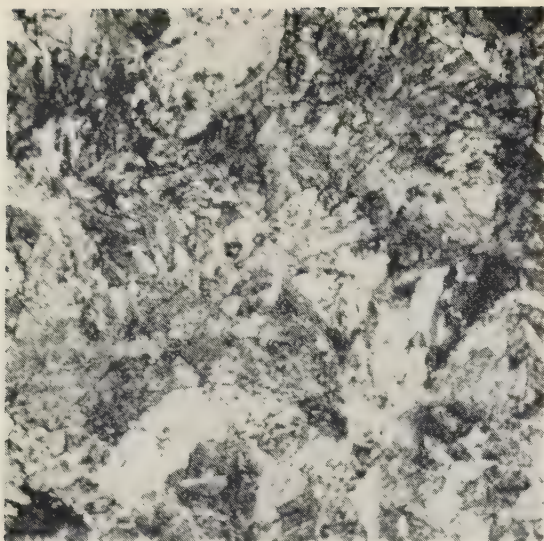
Coulée 8-1. HV = 363.



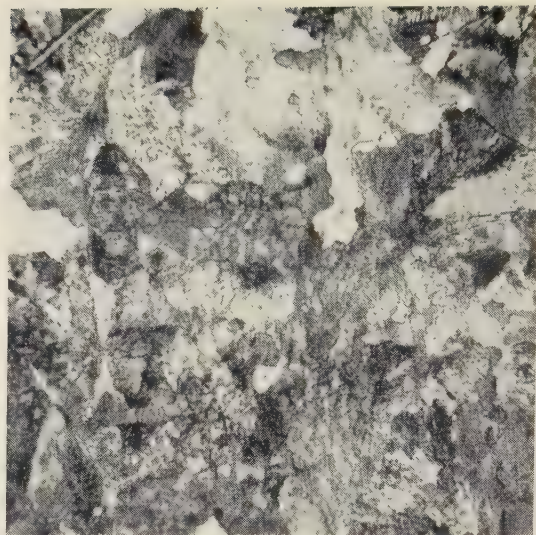
Coulée 9-5. HV = 371.

Figure 17. — Structures obtenues après 1 000°C (10 mn), refroidissement à l'air soufflé.

× 650



Refroidissement : air soufflé. HV = 374.



Refroidissement : air calme. HV = 332.

Figure 18. — Coulée 9-5. Structures obtenues après 1 000°C (10 mn).

× 650

refroidie dans l'air soufflé et l'autre à l'air libre. On constate alors que l'augmentation de la vitesse de refroidissement est telle que la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ se produit toujours dans le domaine supérieur, mais dans une région où la teneur en perlite lamellaire diminue fortement et où diminue le volume unitaire des agrégats perlitiques. Ces observations expliquent donc qu'il subsiste un décalage entre les courbes relatives aux différents modes de refroidissement, l'influence de ces derniers étant beaucoup plus forte que celle due aux éléments d'addition. L'existence d'une limite vers laquelle semble tendre la résistance des structures ferrito-perlitiques lorsque la trempabilité croît peut aussi s'expliquer par le fait que, après la disparition de la ferrite et de la perlite lamellaire, le durcissement ne peut plus être dû qu'à la variation du volume unitaire des grains de l'agrégat perlitique qui reste dépendant de la grosseur du grain austénitique, laquelle est constante. Cet effet ne peut donc être alors que faible et limité.

D'un point de vue pratique, il faut toutefois noter ici que l'existence de ce palier, sur les courbes représentant les variations de la résistance à l'état ferrito-perlitique en fonction de la teneur en éléments résiduels, montre qu'au-delà d'une certaine limite inférieure de la trempabilité, il est possible d'obtenir pour des conditions de refroidissement données, des propriétés et donc une structure très peu sensible aux petites variations aléatoires de ces teneurs.

COMPLÉMENTS RELATIFS AU PATENTAGE

Les points suivants, qui conditionnent certaines phases du patentage, seront examinés ici :

- cinétique de l'austénitisation rapide,
- grossissement du grain γ pendant l'austénitisation,
- structures obtenues après simulation du patentage.

Austénitisation au cours d'un chauffage rapide.

Pour distinguer l'influence des différents procédés de chauffage du fil machine, Rose (6) a étudié la formation de l'austénite et la mise en solution du carbone dans l'austénite pour les aciers X C 75. Cette étude a permis de constater que la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$, dans des conditions de chauffage rapide, se produit à des températures nettement supérieures à celle du point A_{c3} . Pour préciser ce point, on a donc étudié la cinétique de cette transformation et, dans ce but, on a tracé des courbes de transformation en chauffage continu dans le domaine des grandes vitesses de chauffage.

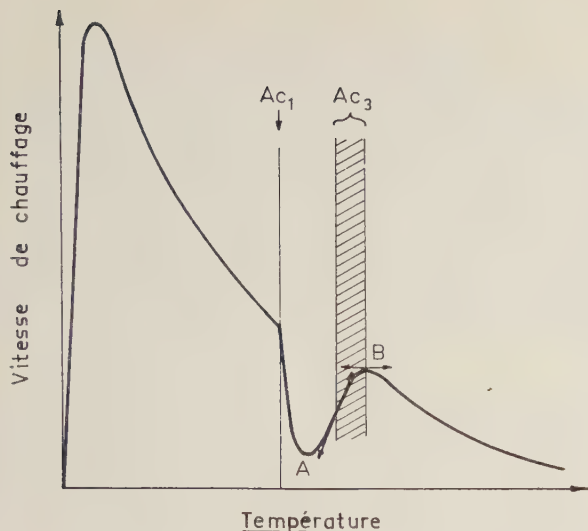


Figure 19.

L'étude des conditions d'austénitisation en chauffage continu rapide a été réalisée à l'aide du dispositif d'analyse thermique. Il faut signaler ici que le dépouillement des résultats obtenus présente une difficulté : en effet, ainsi que le montre la figure 19, si la position du point Ac_1 est aisée à déterminer puisqu'elle correspond au début de l'anomalie qui perturbe l'évolution de la vitesse de chauffage en fonction de la température, il n'en est pas de même pour celle du point Ac_3 . En effet, pendant la période d'évolution anormale de la vitesse de chauffage due à l'effet endothermique de la transformation, on constate que cette vitesse, après avoir brutalement diminué, croît de A à B avant de reprendre sa décroissance naturelle. A partir de A, on peut dire que l'éprouvette reprend son régime de refroidissement, mais on peut admettre que celui-ci est encore perturbé, au moins jusqu'au point d'inflexion que présente la courbe vitesse-température, entre A et B, sans pouvoir affirmer qu'il ne l'est pas jusqu'au point B. Dans ces conditions, on a préféré traduire cette indétermination sur les courbes de transformation en représentant la limite entre les domaines $\alpha + \gamma$ et γ par une zone hachurée, dont la limite inférieure correspondait au point d'inflexion et la limite supérieure au point B des courbes vitesse de chauffage/température.

Seuls les aciers ayant les compositions les plus caractéristiques ont été soumis à ces essais, et c'est ainsi qu'on a tracé les courbes de transformation au chauffage des coulées suivantes :

- Coulée 8-1 métal de base
- Coulée 8-4 métal de base + 0,145 % Cr
- Coulée 9-3 métal de base + 0,182 % Ni
- Coulée 9-5 métal de base + 0,150 % Cr
- + 0,180 % Ni

- Coulée 7-2 métal de base + 0,024 % Al
- Coulée 7-6 métal de base + 0,057 % Al
- + 0,012 % N.

Les courbes de transformation au chauffage présentent toutes le même aspect. Pour les faibles vitesses de chauffage, les points Ac_1 et Ac_3 tendent asymptotiquement vers les valeurs déterminées au cours des essais dilatométriques différentiels réalisés à la vitesse de chauffage de 300°C/h. Par contre, plus la vitesse de chauffage augmente, plus les points Ac_1 et Ac_3 s'élèvent. Il ne semble pas, dans les conditions de chauffage réalisées ici (vitesse moyenne de chauffage variant entre 300°C/s et 10°C/s environ), que les courbes de transformation des six premières coulées étudiées (8-1, 9-3, 9-5, 9-6, 7-2) soient significativement différentes. Elles sont toutes pratiquement semblables à celle de l'acier de base (fig. 20). Par contre, le comportement de la coulée 7-6 qui contient de fortes quantités d'azote et d'aluminium se révèle assez particulier aux grandes vitesses de chauffage, le domaine de température qui contient Ac_3 est beaucoup plus nettement relevé que pour les six autres aciers, alors que les résultats relatifs au point Ac_1 semblent très voisins de ceux obtenus avec ces derniers métaux (fig. 21).

On peut interpréter ce résultat en se reportant aux travaux de Bastien et Portevin (7) qui ont montré que, lorsque le nitrure d'aluminium commence à se

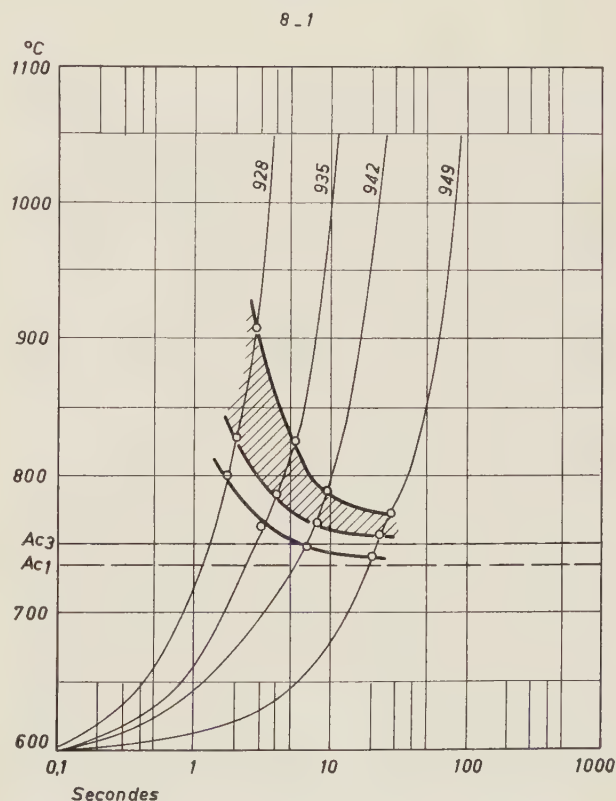


Figure 20.

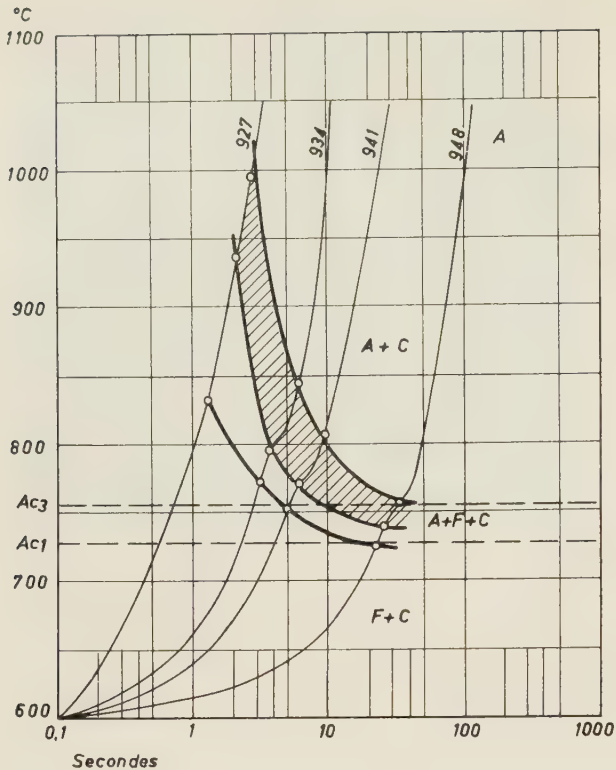


Figure 21.

dissoudre à haute température, l'azote diffuse plus vite que l'aluminium, lequel reste d'autant plus concentré au voisinage des sites préalablement occupés par les précipités que le chauffage est plus rapide. Dès lors, l'effet alphagène de l'aluminium peut être localement très sensible et conduire à un rejet vers de plus hautes températures de la fin de la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$, ce que l'on constate ici. Par contre, il ne semble pas possible de retenir l'effet alphagène de l'aluminium non combiné à l'azote puisque, aux faibles vitesses de chauffage, les températures des points Ac_1 et Ac_3 ne semblent pas modifiées.

L'ensemble de ces résultats montre que l'austénitisation au cours du passage du fil dans le four avant patentage ne doit pas poser de problème. En effet, la mise en température du métal se fait alors en quelques minutes et, dans ces conditions, l'effet de la vitesse de chauffage devient négligeable, de même que celui des éléments d'alliage dans les limites de composition examinées ici.

Grossissement du grain.

L'expérience a montré qu'un acier à gros grains se comporte, au cours du tréfilage, beaucoup mieux qu'un acier à grains fins. Dans ces conditions, il a paru utile d'effectuer une étude du grossissement du grain austénitique en fonction de la température

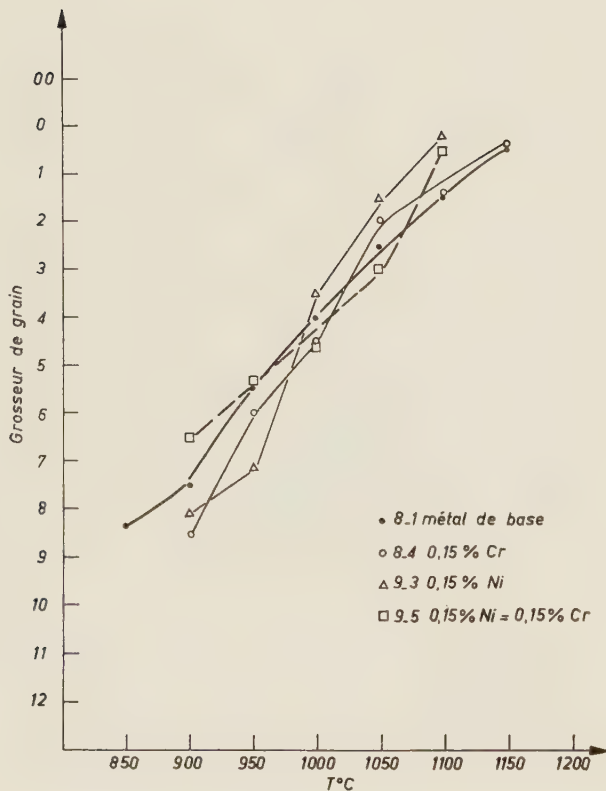


Figure 22.

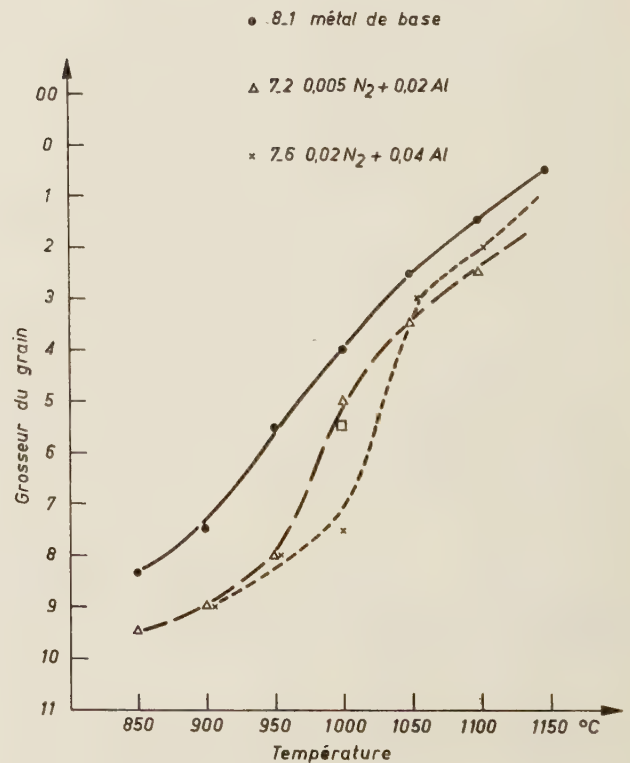


Figure 23.

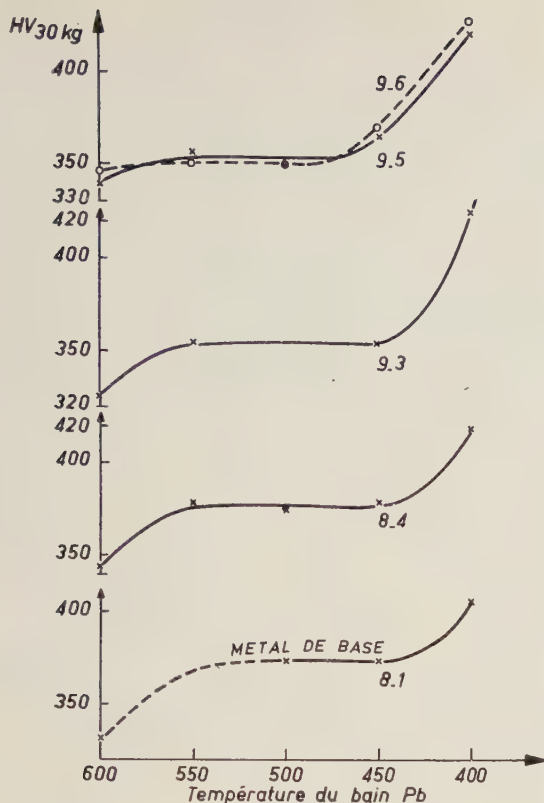


Figure 24.

d'auténitisation en vue de compléter nos connaissances de l'influence des divers éléments résiduels présents dans les coulées examinées. Les résultats obtenus sont rassemblés sur les figures 22 et 23 sous forme de courbes représentant les variations de la grosseur du grain austénitique en fonction de la température d'austénitisation à laquelle un maintien de 30 mn a été réalisé.

Ces résultats montrent que l'addition de faibles quantités de chrome ou de nickel ne modifie pas sensiblement la cinétique du grossissement de grain des aciers considérés. Le métal de base ainsi que toutes les coulées contenant du Ni ou du Cr ou ces deux éléments conjointement, voient augmenter la dimension de leur grain austénitique dès 850-900°C (fig. 22). Par contre, lorsque le métal contient de l'azote et de l'aluminium, on voit que le grossissement du grain est retardé puisqu'il ne débute sensiblement pour les deux coulées considérées ici (fig. 23) qu'au-delà de 950°C. On retrouve ici l'influence des fins précipités de nitrure d'aluminium qui freinent la migration des joints. Au-delà de 1 050°C, les courbes relatives aux différentes compositions ont toutes tendance à se confondre, traduisant ainsi la perte d'efficacité du nitrure d'aluminium qui commence à se dissoudre.

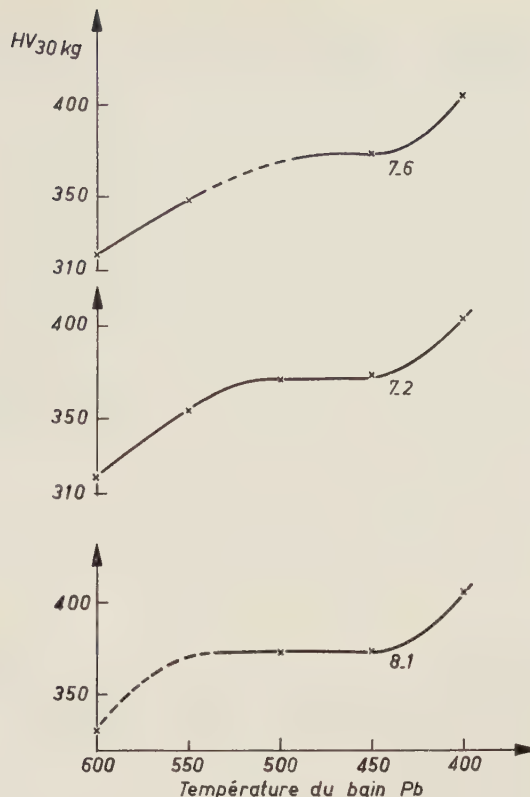


Figure 25.

Examen des structures obtenues après simulation du patentage.

Pour préciser l'influence des éléments résiduels considérés ici sur les résultats de l'opération de patentage, on a soumis des échantillons des coulées ayant les compositions les plus caractéristiques à des trempes interrompues par des maintiens isothermes dans des bains de plomb dont la température avait été stabilisée à différents niveaux compris entre 400 et 600°C.

Les éprouvettes étaient des cylindres de 15 mm de diamètre et de 4 mm de hauteur. Elles étaient austénitisées pendant 30 mn à 1 000°C puis plongées rapidement dans le bain de plomb où elles séjournaient deux minutes, durée habituelle du patentage, avant d'être refroidies par immersion dans l'eau. On procédait ensuite à l'examen de la microstructure et à la mesure de la dureté. Les figures 24 et 25 rassemblent les courbes qui représentent, pour chaque coulée étudiée, l'évolution de cette dernière caractéristique en fonction de la température du bain de plomb.

L'examen de ces résultats permet de faire les remarques suivantes :

CONCLUSIONS

— La dureté des différentes coulées augmente irrégulièrement lorsque la température du bain de plomb passe de 600 à 400°C. Pour les plus hautes températures, la variation est importante ; au voisinage de 500°C, la dureté reste pratiquement constante pour croître à nouveau rapidement lorsque la température du bain de plomb baisse jusqu'à 400°C. Cette observation rejoint celle déjà faite par Armstrong (8) sur des aciers du même type. L'examen de la microstructure des divers échantillons montre qu'au-dessus de 500°C l'évolution est due à la disparition de la ferrite et à l'affinement de la perlite et des grains de l'agrégat perlitique tandis qu'au-dessous de 450°C environ, l'augmentation de dureté est liée à la formation d'une quantité croissante de bainite. Entre ces deux domaines de température, la structure, tout comme la dureté, ne varie pas d'une manière sensible lorsque l'on modifie la température du bain de plomb.

— Lorsqu'augmentent les teneurs en chrome, nickel et molybdène, on constate que le niveau de dureté obtenu après trempe interrompue à 600°C croît, traduisant l'augmentation de la trempabilité qui permet d'obtenir, dans ces conditions, une structure de plus en plus proche de celle correspondant au palier observé après trempe au bain de plomb préchauffé à 500°C. Parallèlement, la dureté mesurée après trempe interrompue à 400°C s'élève, la proportion de bainite formée augmentant avec la trempabilité.

— La présence simultanée d'azote et d'aluminium provoque un affinement du grain austénitique et une baisse de trempabilité, laquelle se traduit par l'effet inverse de celui dû à l'addition de nickel, chrome ou molybdène. Les duretés mesurées après trempe interrompue à 600 et 400°C diminuent et le domaine de température d'arrêt au bain de plomb dans lequel la structure obtenue reste pratiquement identique est de plus en plus étroit.

Ces résultats permettent de constater que, sur le plan pratique, l'effet du patentage sera d'autant plus constant et plus indépendant des petits décalages éventuels de la température du bain de plomb que le métal présentera une certaine trempabilité, laquelle est ici favorablement influencée par la présence de faibles quantités de nickel, chrome et molybdène mais réduite d'une manière préjudiciable par le calage à l'aluminium.

Il faut noter au passage que le niveau de dureté correspondant au palier observé lorsque la température du bain de plomb est voisine de 500°C ne semble dépendre que de la teneur en carbone du métal traité et ne varie pas avec les additions réalisées ici.

L'étude de la cinétique des transformations et des propriétés de différentes coulées d'acier à 0,7 % C — 0,6 % Mn — 0,25 % Si, contenant de faibles proportions de chrome, nickel, molybdène, azote et aluminium a permis de préciser les points suivants :

a) Les faibles modifications de compositions considérées ici provoquent des variations de la trempabilité des aciers. Ces effets peuvent être appréciés en faisant varier les conditions des refroidissements critiques, qui sont caractérisées à l'aide de la durée du refroidissement entre 1 000 et 500°C. On constate alors que, dans les limites fixées, il n'apparaît pas de changement significatif dans les conditions de formation des premières traces de bainite avant la transformation martensitique et de perlite pro-bainitique. Par contre, les conditions limites permettant d'éviter la formation de bainite d'une part et de ferrite pro-perlitique d'autre part, varient sensiblement avec les additions effectuées. Ainsi le chrome, le nickel et le molybdène, qui augmentent la trempabilité, ont une action sur les Δt ^{1 000°C} _{500°C} correspondants. Celle-ci peut être traduite par les coefficients suivants :

+ 4,5 s pour 0,1 % Ni (Ni < 0,2 %)
 + 5,5 s pour 0,1 % Cr (Cr < 0,2 %)
 + 0,8 s pour 0,01 % Mo (Mo < 0,1 %)

L'azote et l'aluminium agissent vraisemblablement ici par l'intermédiaire du nitrure d'aluminium formé. Celui-ci affine le grain austénitique et diminue donc la trempabilité de l'acier. Le coefficient d'action sur Δt ^{1 000°C} _{500°C} est alors de

— 0,8 s pour 0,01 % NAl (NAl < 0,060)

b) La résistance à la traction des structures ferrito-perlitiques ou perlitiques formées au cours de refroidissements continus croît linéairement lorsque la durée de ces derniers entre 1 000 et 500°C diminue. Pour une même loi de refroidissement, cette résistance augmente avec la trempabilité du métal mais tend vers un palier ; au-delà de la trempabilité limite correspondant au début de ce palier, il est alors possible d'obtenir une structure très peu sensible aux petites variations des teneurs en éléments résiduels.

c) Les additions réalisées ici ne semblent pas modifier la cinétique de la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ dans les conditions où elle est réalisée lors du patentage. Seul le grossissement de grain austénitique est retardé par la présence de nitrure d'aluminium. Par contre, le résultat global de patentage peut dépendre des variations de composition. En effet, tout accroissement de trempabilité se traduit par un élargissement de domaine de température dans lequel il est nécessaire de stabiliser le bain de plomb. Il est donc

préférable de breveter un métal possédant une certaine trempabilité car les conditions opératoires sont alors moins critiques et leurs petites variations éventuelles moins nocives.

Il faut donc constater, pour terminer, qu'il semble que les structures perlitiques les plus favorables pour le tréfilage seront obtenues d'autant plus facilement par refroidissement contrôlé à la sortie du laminoir ou par patentage que l'on tolérera la présence dans le métal d'une certaine quantité d'éléments résiduels qui permettront à la trempabilité de franchir un seuil au-delà duquel les petites variations de composition ou du processus de transformation

n'auront que de très faibles influences. Cette conclusion, doit-on le rappeler, n'est ici valable que pour le type d'acier considéré et pour les additions réalisées.



Ont apporté leur collaboration à ce travail :

- Mmes Heinrich, Thomas, MM. Englebert et Moufle, techniciens du laboratoire d'étude de la cinétique des transformations ;
- le personnel des services prestataires.

bibliographie

- 1 CONSTANT (A.). — *C.I.T.* du C.D.S, n° 8 (1956), 1625.
- 2 CONSTANT (A.), MURRY (G.). — *Soudage et Techniques Connexes*, 17, n° 11/12 (1963), 405.
- 3 ANDREWS. — *J. Iron Steel Inst.* (juillet 1965), 721.
- 4 DIGGES (T.G.). — *Trans. A.S.M.*, 26 (1938), 408.
- 5 WEBSTER (W.R.). — *Trans. A.I.M.E.*, 67 (1922), 220.
- 6 ROSE (A.), STRASSBURG (N.). — *Stahl Eisen*, 76, n° 15 (1956), 976.
- 7 BASTIEN (P.), PORTEVIN (A.). — *Rev. Métallurg.*,
- 8 ARMSTRONG (B.M.), STURGEON (G.M.). — *J. Iron Steel Inst.* (décembre 1964), 1012.

LA MEDAILLE DE L'IRSID A M. JEROME STRAUSS

Le 2 juillet 1970 a eu lieu à l'IRSID, sous la présidence de M. Marc Allard, Directeur Honoraire, et de M. Lucien Coche, Directeur Général de l'IRSID assistés de nombreuses personnalités métallurgiques, une cérémonie au cours de laquelle a été remise à M. Jérôme Strauss la Médaille de l'IRSID. Le Président René Castro représentait la Société Française de Métallurgie.

M. Jérôme Strauss, né en 1893 à Hoboken (New Jersey, U.S.A.), en retraite depuis quelques années, a été un métallurgiste de grand renom qui a particulièrement travaillé dans le domaine des Aciers Spéciaux et été un des pionniers de l'addition du bore dans les Aciers. Il a eu pendant trente ans d'importantes fonctions, dont celle de Directeur de Recherches et de Développement à la Vanadium Corporation of America, a contribué à la diffusion aux Etats-Unis de techniques métallurgiques françaises et a été Conseil de l'IRSID pour la défense aux U.S.A. de nombreuses demandes de brevets.

Cette cérémonie a été l'occasion d'une manifestation de sympathie à son égard de la part des nombreux amis qu'il a gardés en France.

DEUXIEME THESE

Propositions données par la Faculté.

Vu et approuvé :

ORSAY, le 19 Juin 1969.

Le Doyen de la Faculté des Sciences,

G. POITOU.

Vu
et Permis d'imprimer :

Le Recteur de l'Académie
de PARIS,

